

PUBLICATION NUMBER : 10017980  
PUBLICATION DATE : 20-01-98

APPLICATION DATE : 28-06-96  
APPLICATION NUMBER : 08168846

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : FUJIWARA TOMOYA;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/08 C22C 38/58

TITLE : WELDED STEEL PIPE WITH LOW  
YIELD RATIO, AND ITS PRODUCTION

$t/D \leq 2$  のとき、 $YR \leq 80\%$

$2 < t/D \leq 3$  のとき、 $YR \leq 85\%$

$t/D > 3$  のとき、 $YR \leq 88\%$

ただし、

t : 鋼管の肉厚 (mm)

D : 鋼管の外径 (mm)

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a welded steel pipe with low yield ratio, having sound weld zone, by constituting the steel pipe of a low alloy steel of specific composition containing specific amounts of Cr, providing a structure composed of dual-phase structure of hard phase and soft phase, and regulating the yield ratio to specific values according to the value of (wall thickness)/(outside diameter).

SOLUTION: A steel, having a composition consisting of, by weight, 0.03-0.3% C, 0.05-1% Si, 0.3-2% Mn,  $\leq 0.03\%$  P,  $\leq 0.02\%$  S, 1-3% Cr, 0.005-0.1% sol-Al, 0-1.5% Mo, 0-0.1% Nb, 0-0.5% V, 0-0.1% Ti, 0-2% Cu, 0-2% Ni, 0-0.005% B, and the balance Fe with inevitable impurities, is hot-rolled. At this time, rolling and cooling conditions are regulated to form a dual-phase structure containing soft ferritic phase and hard bainitic or martensitic phase. The resultant hot rolled steel plate is formed into open pipe shape, and both end faces are subjected to pipe welding by laser beam. Then, post-heating treatment is applied to the weld metal zone and the weld heat-affected zone, and the welded steel pipe having yield ratio YR satisfying inequalities can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

UNITED STATES PATENT OFFICE  
CERTIFICATE OF CORRECTION

Patent No. 4,219,371 Dated August 26, 1980

Inventor(s) Hajime Nakasugi, Masana Imagumbai and Hiroshi Tamehiro

It is certified that error appears in the above-identified patent and that said Letters Patent are hereby corrected as shown below:

Claim 1, line 12, change "0.25%" to --0.025%--.

Claim 2, last line, change " $1 \leq \text{REM\% S} \leq 10$ " to

--  $1 \leq \text{REM\%} / \text{S} \leq 10$  --.

Claim 3, line 2 from the bottom, change

" $0. \leq \text{Ti\%} - 3.4 (\text{N\%}) \leq 0.01$ " to --  $0 \leq \text{Ti\%} - 3.4 (\text{N\%}) \leq 0.01$  --.

Signed and Sealed this

Seventh Day of April 1981

[SEAL]

Attest:

RENE D. TEGTMEYER

Attesting Officer

Acting Commissioner of Patents and Trademarks

特開平10-17980

(43) 公開日 平成10年(1998) 1月20日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 3 0 1 Z
C 2 1 D 9/08			C 2 1 D 9/08	F
C 2 2 C 38/58			C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願平8-168846

(22) 出願日 平成8年(1996) 6月28日

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 柳田 隆弘

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72) 発明者 一ノ瀬 威

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72) 発明者 大村 朋彦

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低降伏比溶接鋼管およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】従来以上にも増してより低降伏比な溶接鋼管と、その製造方法を提供する。

【解決手段】(1) 1~3重量%のCrを必須成分として含有する所定の成分組成を有する低合金鋼からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織の溶接鋼管で、その降伏比YR(%)が下記の条件を満たす低降伏比溶接鋼管。

$t/D \leq 2$  のとき、 $YR \leq 80\%$

$2 < t/D \leq 3$  のとき、 $YR \leq 85\%$

$t/D > 3$  のとき、 $YR \leq 88\%$

ただし、 $t$  : 鋼管の肉厚 (mm)、 $D$  : 鋼管の外径 (mm)。

(2) 組織が軟質相と硬質相の複合組織である上記所定の成分組成を有する母材鋼板をオープンパイプ状に成形し、その鋼板両縁部の端面が相互に当接する突き合わせ部にレーザービームを照射して製管溶接した後、少なくともその溶接部に後熱処理を施す。

【効果】パイプラインあるいは建築構造物を本発明の溶

接鋼管を用いて構築する場合には、その安全性が向上する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量％で、C：0.03～0.3％、Si：0.05～1％、Mn：0.3～2％、P：0.03％以下、S：0.02％以下、Cr：1～3％、sol-Al：0.005～0.1％、Mo：0～1.5％、Nb：0～0.1％、V：0～0.5％、Ti：0～0.1％、Cu：0～2％、Ni：0～2％およびB：0～0.005％を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である溶接鋼管であって、その降伏比YR（％）が下記の条件を満たすことを特徴とする低降伏比溶接鋼管。

$t/D \leq 2$  のとき、 $YR \leq 80\%$

$2 < t/D \leq 3$  のとき、 $YR \leq 85\%$

$t/D > 3$  のとき、 $YR \leq 88\%$

ただし、

t：鋼管の肉厚（mm）

D：鋼管の外径（mm）

【請求項2】重量％で、C：0.03～0.3％、Si：0.05～1％、Mn：0.3～2％、P：0.03％以下、S：0.02％以下、Cr：1～3％、sol-Al：0.005～0.1％、Mo：0～1.5％、Nb：0～0.1％、V：0～0.5％、Ti：0～0.1％、Cu：0～2％、Ni：0～2％およびB：0～0.005％を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織を有する熱延鋼板をオープンパイプ状に成形し、オープンパイプ状に成形された熱延鋼板に相対向する両端面が当接する接合点の近傍にレーザビームを照射して製管溶接した後、少なくとも溶接金属部と溶接熱影響部を含む部分に後熱処理を施すことを特徴とする請求項1に記載の低降伏比溶接鋼管の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、引張強さTSに対する降伏応力YSの比（YS/TS）である降伏比YR（％）の低いことが望ましい、原油や天然ガスの輸送用ラインパイプや、建材用鋼管として用いて好適な低降伏比溶接鋼管とその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】例えば、ラインパイプは破裂事故防止の観点から、また建築用鋼管は耐震性の観点から、いずれも低降伏比であることが要求される。これは、上記の降伏比YR（％）が低ければ低いほど、外力により、万一、ラインパイプや建築用鋼管が降伏しても破断には至り難く、それ故、その構造物が破壊に至らないと考えられるからである。

【0003】従って、これまで、低降伏比の鋼およびその熱延鋼板や厚鋼板を製造するための発明が数多くな

れ、提案されている（例えば、特開昭58-71337号公報、特開昭61-26652号公報、特開昭63-118012号公報、特開昭63-179019号公報など）。

【0004】これらの公報に示される発明の基本的な技術思想は、炭素鋼あるいは低合金鋼製の素材鋼を熱間圧延し、その熱間圧延後に加速冷却処理を施して、柔らかいフェライト相と硬いベイナイト相あるいはマルテンサイト相の複合組織を得るというものである。つまり、柔らかいフェライト相によって降伏応力を低く保ち、硬いベイナイト相あるいはマルテンサイト相で高い引張強さを得、これによって低い降伏比を得るというものである。

【0005】ここで、加速冷却処理時の管理ポイントとしては、フェライトを一部析出させた後に、加速冷却を施してベイナイトあるいはマルテンサイト変態するだけの冷却速度と冷却停止温度を確保することである。

【0006】そして、低降伏比の鋼管は、上記のようにして得られた低降伏比の鋼板を管状に成形してシーム溶接することによって製造されることが多い。このシーム溶接は、通常、鋼板が熱延鋼板の場合には電気抵抗溶接法（以下、ERW法という）が、厚鋼板の場合にはサブマージドアーク溶接法（以下、SAW法という）が適用される。

【0007】しかしながら、溶接鋼管は、製管時の曲げや拡張、さらには絞りなどの冷間加工の影響を受ける。このため、得られた溶接鋼管は、母材である鋼板ほどの低降伏比のものが得られない場合が多い。

【0008】また、用いる鋼は、溶接性を確保する必要から、成分組成の制約を受ける。例えば、ERW法では、CrやMnあるいはSiのような酸化しやすい成分の量が多くなると、溶接時にベネトレタと称される酸化物系介在物による溶接欠陥が生じる。また、SAW法では、炭素当量が高くなると、溶接低温割れが起りやすくなる。

【0009】一方、上記のような成分の含有量を増やすことによってベイナイト相やマルテンサイト相の硬質相の強度を高め、結果として低降伏比とすることができ。しかし、先に述べたような理由から、その含有量にはおのずと制約がある。

【0010】すなわち、十分な低降伏比を有する母材鋼板を得ることはできるものの、これを溶接鋼管にした場合にその特性を十分に活用しきれていないのが現状である。

【0011】そこで、製管溶接後の管全体に後熱処理を施し、先に述べたような複合組織となすことによって低降伏比を得る方法もあるが、この場合は生産性が低下する。すなわち、そもそも溶接鋼管、特にERW法による溶接鋼管は、高い生産性のゆえに安価であることがメリットであり、生産性を落として低降伏比の鋼管を製造す

ると、そのメリットが失われる。

【0012】ところで、最近、SAW法などのアーク溶接法と同等の溶接部の性能を有する溶接鋼管を、ERW法と同等の溶接速度で得ることを目的とした製管溶接法として、溶接熱源にレーザ、具体的には炭酸ガスレーザを使用する方法の実用化が検討されるようになり、多くの発明が提案されている。

【0013】例えば、特開平2-70379号公報には、ERW法の高周波加熱に引き続いてレーザビームにより溶接を行う製管溶接方法（以下、高周波加熱併用レーザ溶接法という）が示されている。この高周波加熱併用レーザ溶接法は、レーザ単独溶接法に比べて溶接速度が速いのみならず、その溶接がERW法とは本質的に異なる溶融溶接であるために溶接部での欠陥発生が大幅に抑制される。しかし、その溶接速度は、レーザ単独溶接法の高々2倍程度でしかない。

【0014】そこで、本発明者らは、ERW法にほぼ匹敵する溶接速度での溶接が可能であり、ERW法で製造可能なサイズと同様サイズの耐HIC性と耐SSC性に優れたラインパイプ用の溶接鋼管の得られる方法を開発し、先に提案した（特開平5-228660号公報）。すなわち、その方法は、オープンパイプ状に曲成された鋼板の両縁端面が相互に当接する突き合わせ部に、管外面側に開脚する所定の寸法と形状を有するV溝を形成させ、このV溝の溝底部にレーザビームを照射して溶融衝合溶接を行う方法である。

【0015】しかし、従来のレーザ出力は最大でも5kW程度でしかなく、高周波加熱による予熱を併用したとしても、レーザ出力に換算してせいぜい10kWに相当する程度の効果しか得られなかった。このため、より一層の高速化溶接を可能ならしめるべく、例えば25kWというような大出力のレーザを用いての高周波加熱併用レーザ溶接法の開発が望まれており、本発明者らはその方法を開発し、先に提案した（特開平8-118050号公報および特開平8-120346号公報）。

【0016】すなわち、その方法は、母材鋼板の肉厚 $t$ （mm）に対して、レーザ出力を $P$ （kW）、溶接速度を $V$ （m/min）、鋼板端面の予熱温度を $T$ （℃）、室温を $T_0$ （℃）としたとき、下記の（1）式と（2）式を同時に満たす条件で溶接する方法であり、この方法によれば高速無欠陥溶接が可能である。

【0017】

$$V \geq 2 \quad \dots \dots (1)$$

$$P \geq 0.4 V t / e^{a(T-T_0)} \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $a=0.0006$

【0018】

【発明が解決しようとする課題】しかし、本発明者らが先に提案した方法で製造された溶接鋼管は、溶接部を含めた耐HIC性と耐SSC性に優れたものの、上記の降伏比YRが比較的高く、その降伏比YRは、鋼管の外径

を $D$ （mm）、肉厚を $t$ （mm）としたとき、 $t/D$ が2以下のもので80%超85%以下、 $t/D$ が2超3以下のもので85%超88%以下、 $t/D$ が3超のもので88%超91%以下、のものしか得られなかった。

【0019】ところが、上記ラインパイプや建材用鋼管としては、上記従来以上に低降伏比の溶接鋼管が強く望まれているのが実情である。

【0020】本発明は、上記の実情に鑑みてなされたもので、その課題は従来にも増してより低降伏比、具体的にはその降伏比YRが上記 $t/D$ に応じて表1に示す値以下である溶接鋼管とその製造方法を提供することにある。

【0021】

【表1】

表 1

$t/D$	YR (%)	
	現 状	目 標
$\leq 2$	$> 80 \sim 85$	$\leq 80$
$> 2 \sim \leq 3$	$> 85 \sim 88$	$\leq 85$
$> 3$	$> 88 \sim 91$	$\leq 88$

【0022】なお、表1に示す値は、API（米国石油協会）規格に規定されたX52～X80級のラインパイプ用鋼管を想定した値である。

【0023】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、次の（1）および（2）の低降伏比溶接鋼管とその製造方法にある。

【0024】（1）重量%で、C：0.03～0.3%、Si：0.05～1%、Mn：0.3～2%、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Cr：1～3%、sol-Al：0.005～0.1%、Mo：0～1.5%、Nb：0～0.1%、V：0～0.5%、Ti：0～0.1%、Cu：0～2%、Ni：0～2%およびB：0～0.005%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である溶接鋼管であって、その降伏比YR（%）が下記の条件を満たすことを特徴とする低降伏比溶接鋼管。

【0025】 $t/D \leq 2$ のとき、 $YR \leq 80\%$

$2 < t/D \leq 3$ のとき、 $YR \leq 85\%$

$t/D > 3$ のとき、 $YR \leq 88\%$

ただし、

$t$ ：鋼管の肉厚（mm）

$D$ ：鋼管の外径（mm）

（2）重量%で、C：0.03～0.3%、Si：0.05～1%、Mn：0.3～2%、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Cr：1～3%、sol-Al：0.005～0.1%、Mo：0～1.5%、Nb：0～0.1%、V：0～0.5%、Ti：0～0.1%、Cu：0～2%、Ni：0～2%およびB：0～0.005%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である溶接鋼管であって、その降伏比YR（%）が下記の条件を満たすことを特徴とする低降伏比溶接鋼管。

1%, Cu: 0~2%, Ni: 0~2%およびB: 0~0.005%を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織を有する熱延鋼板をオープンパイプ状に成形し、オープンパイプ状に成形された熱延鋼板に相対向する両端面が当接する接合点の近傍にレーザビームを照射して製管溶接した後、少なくとも溶接金属部と溶接熱影響部を含む部分に後熱処理を施すことを特徴とする請求項1に記載の低降伏比溶接鋼管の製造方法。

【0026】本発明者らは、上記の課題を達成べく、その生産性をも考慮しつつ種々の実験研究を行った結果、次のことを知見し、本発明をなすにいたった。

【0027】鋼板を母材とする製管溶接時には、母材鋼板が大なり小なり冷間加工の影響を受けるので、その影響を受けても十分な低降伏比の溶接鋼管が得られるように、その母材鋼板で十分な低降伏比を確保することが必要である。

【0028】そこで、従来にも増して低い降伏比の熱延鋼板を得るのに、安価でかつその効果の大きい成分とその含有を見いだすべく数多くの実験を行ったところ、必須成分として1~3重量%のCrを含有する鋼を素材鋼として用い、その組織を従来の知見通りに軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織とした場合に、最も低い降伏比が得られることを知見した。

【0029】また、熱延鋼板の製造時に高い生産性を確保するためには、可能な限り高い仕上温度と高い巻取温度とするのが望ましい。そして、焼入性を高める成分としては、C、Cr、Mn、Niなど数多くあるが、これらの成分のうち、Ar<sub>3</sub>点（オーステナイト相からフェライト変態が始まる温度）をそれほど低下させず、高い仕上温度を確保するのに最も適した成分がCrであることも知見した。

【0030】なお、焼入性の高いCrの含有量を増加させ、ベイナイト相あるいはマルテンサイト相の硬さを高めることによって低降伏比を得るという技術思想自体は、冶金の知識を有する者であれば比較的容易に思いつく事項かもしれない。しかし、従来は、製管溶接上の制約、特にERW法においてはCr酸化物が溶接欠陥の主原因になるとの制約からその含有量を抑制することとされ、Cr含有量を多くする方向の検討はほとんどされることがなかった。

【0031】さらに、上記1~3重量%のCrを含有し、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である鋼板を母材とし、これをレーザ溶接、特に従来のERW法とはほぼ同等の溶接速度での溶接が可能な大出力の高周波加熱併用レーザ溶接法を用いて製管溶接して得られた溶接鋼管の溶接金属部には、酸化物に起因した溶接欠陥や高温

溶接割れ（凝固割れ）が発生しないことを確認した。これは、主たる溶接手段が大出力レーザによる溶融銑合溶接であり、溶接端面間から酸化物がほとんど排出され、鋼の成分組成に影響されないためであることを確認した。

【0032】ただし、その溶接金属部分は、レーザ溶接に特有の急熱急冷組織となって韌性に乏しいので、少なくとも溶接金属部と溶接熱影響部に後熱処理を施す必要があることを確認した。この後熱処理は、従来のERW法によった場合でも必須であり、この場合、一般に後熱処理を施した部分の強度が低下する。従って、用いる素材鋼としては、溶接部の強度確保を前提にして成分設計したものをを用いる必要がある。また、溶接部の著しい硬度分布は、歪集中の観点からも望ましいものではない。

【0033】しかし、1~3重量%のCrを含有し、その組織が上記複合組織である鋼板を母材とする本発明の溶接鋼管の溶接部は、前述したように、後熱処理を施す必要があるものの、高Cr化によって焼入性が高まった分だけ後熱処理による強度低下が抑制され、かつ後熱処理後の溶接部の硬度分布も可及的に均一となり、さらには降伏比も母材のそれにほぼ維持されることを確認した。

【0034】すなわち、1~3重量%のCrを含有する素材鋼からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である鋼板を母材とし、母材鋼板の肉厚にもよるが、25kWというような大出力のレーザ溶接法を用いて製管溶接する場合には、従来にも増して低降伏比であり、かつ母材部と溶接部の強度と硬度の均一性に優れた、低降伏比の溶接鋼管が得られることを知見した。

【0035】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施態様について、詳細に説明する。

【0036】先ず、本発明で用いる素材鋼の成分組成の限定理由について説明する。なお、以下の説明において、「%」は「重量%」を意味する。

【0037】C: 0.03~0.3%

Cは、所定の強度、具体的には前述のAPI-X42級以上の強度を確保し、ベイナイト相あるいはマルテンサイト相の硬質相を生成させて低降伏比を得るために必要な成分である。しかし、その含有量が0.03%未満であると上記の硬質相がほとんど形成されず、目標とする低降伏比が得られない。一方、その含有量が0.3%を超えると、韌性が著しく劣化する。よって、C含有量は、0.03~0.3%とした。なお、望ましい範囲は、0.06~0.2%であり、この場合には適正なバランスの強度と韌性を確保することができる。

【0038】Si: 0.05~1%

Siは、鋼の脱酸のために必要な成分であり、その含有量が0.05%未満ではその効果が得られない。一方、その含有量が1%を超えると、母材部の韌性が劣化する

のみならず、後熱処理を施した部分の焼戻脆化を招く。よって、Si含有量は、0.05~1%とした。望ましい範囲は、0.1~0.3%である。

【0039】Mn: 0.3~2%

Mnは、上記した所定の強度を安価に確保することのできる成分である。しかし、その含有量が0.3%未満では所望の強度を確保することができない。一方、その含有量が2%を超えると、鋼のAr<sub>3</sub>点を低下されるのに加え、焼入性を著しく上昇させ、熱延鋼板において所望の低降伏比を得ることが極めて困難になる。また、母材の成分偏析部分のMn濃度が高くなりすぎ、得られた溶接鋼管相互をその管軸長方向に突き合わせて溶接接合する周溶接施工時に溶接低温割れが発生する場合がある。よって、Mn含有量は、0.3~2%とした。望ましい範囲は、0.6~1.8%である。

【0040】P: 上限0.03%

Pは、鋼中に不可避免的に含まれる不純物であり、その含有量は低ければ低い方が望ましい。特に、その含有量が0.03%を超えると、母材の成分偏析部分のC、MnおよびPなどの合金成分の濃度が高くなりすぎ、上記同様に、周溶接施工時に溶接低温割れが発生する場合がある。また、脆性劣化や焼戻脆化の原因となる。よって、P含有量は、その上限を0.03%とした。望ましい上限は、0.02%である。

【0041】S: 上限0.02%

Sは、上記のPと同様に、鋼中に不可避免的に含まれる不純物であり、その含有量は低ければ低い方が望ましい。特に、製品の加工性、なかでも伸び、延性、曲げ性さらには管端の一体フランジ成形性などを確保する観点からは、その含有量を0.02%以下とするのが好ましい。よって、S含有量は、その上限を0.02%とした。望ましい上限は、0.01%である。

【0042】sol-Al: 0.005~0.1%

Alは、上記のSiと同様に、鋼の脱酸のために必要な成分であり、sol-Alの含有量が0.005%未満ではその効果が得られない。一方、sol-Alの含有量が0.1%を超えると、鋼の清浄度が低下して靱性が劣化する。よって、sol-Al含有量は、0.005~0.1%とした。望ましい範囲は、0.005~0.05%である。

【0043】Cr: 1~3%

Crは、本発明において最も重要な成分であり、CおよびMnと同じく、ベイナイト相あるいはマルテンサイト相の硬質相を生成させて低降伏比と高強度を同時に得るために必要不可欠な必須の成分である。しかも、CおよびMnとは異なり、Ar<sub>3</sub>点をそれほど低下させないので、母材となる熱延鋼板の製造時に仕上圧延温度を高くすることができ、高い生産性を維持できる。

【0044】しかし、その含有量が1%未満であると、上記硬質相の強度上昇が十分でなく、所望の低降伏比を

確保することが困難になる。一方、その含有量が3%を超えると、上記の効果が飽和するばかりか、所望の低降伏比を得るために必要な熱延条件の適正範囲が狭くなり、操作性が損なわれる。また、溶接性、延性および靱性の劣化を招く。

【0045】よって、Cr含有量は、1~3%とした。なお、望ましい範囲は、1.2%超え2%以下であり、この場合には適正なバランスの強度と靱性を確保することができる。

【0046】本発明の素材鋼は、上記の成分以外に、Cu、Ni、Mo、Nb、V、TiおよびBのうちの1種または2種以上を、下記の範囲内で含有するものであってもよい。

【0047】Cu、Ni、Mo、Nb、V、TiおよびB: これらの成分、いずれも鋼の強度および靱性を向上させる作用を有している。従って、これらの効果を得たい場合には、そのうちから1種または2種以上を添加含有させることができる。上記の成分のうち、特に、Mo、NbおよびVは高温強度を向上させる作用を有している。このため、耐火性の要求される鋼管、特に建築用鋼管には、上記成分のうちのMo、NbおよびVのうちの1種または2種以上を添加含有させるのが好ましい。

【0048】しかし、これらの成分を添加含有させる場合の含有量は、以下に示す含有量にする必要がある。以下に、その理由を述べる。

【0049】Cu、Ni: いずれの成分も、その含有量が0.05%未満では上記の効果が得られない。すなわち、強度および靱性は向上しない。一方、いずれの成分もその含有量が2%を超えると、熱間加工性が低下し、母材となる熱延鋼板の製造が困難となる。よって、CuおよびNiを添加含有させる場合の含有量は、いずれも0.05~2%とするのが好ましい。より好ましい範囲は、いずれも0.1~0.5%である。

【0050】Nb、Ti: いずれの成分も、その含有量が0.01%未満では上記の効果が得られない。すなわち、強度および靱性は勿論、耐火性（高温強度）は向上しない。一方、いずれの成分もその含有量が0.1%を超えると、靱性の低下を招く。

【0051】よって、NbおよびTiを添加含有させる場合の含有量は、いずれも0.01~0.1%とするのが好ましい。より好ましい範囲は、いずれも0.01~0.05%である。

【0052】Mo: その含有量が0.05%未満では、上記の効果が得られない。すなわち、強度および靱性、並びに耐火性（高温強度）は向上しない。一方、その含有量が1.5%を超えると、上記の効果が飽和するばかりか、靱性の低下を招くことがある。よって、Moを添加含有させる場合の含有量は、0.05~1.5%とするのが好ましい。より好ましい範囲は、0.1~0.5%である。

【0053】V: その含有量が0.05%未満では、上記の効果が得られない。すなわち、強度および靱性、並びに耐火性(高温強度)は向上しない。一方、その含有量が0.5%を超えると、上記の効果が飽和するばかりか、靱性の低下を招くことがある。よって、Vを添加含有させる場合の含有量は、0.05~0.5%とするのが好ましい。より好ましい範囲は、0.05~0.1%である。

【0054】B: その含有量が0.0005%未満では、上記の効果が得られない。すなわち、強度および靱性は向上しない。一方、その含有量が0.005%を超えると、上記の効果が飽和するばかりか、靱性が低下する。よって、Bを添加含有させる場合の含有量は、0.0005~0.005%とするのが好ましい。より好ましい範囲は、0.0005~0.002%である。

【0055】本発明の溶接鋼管は、上記の成分組成からなり、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織を有するものである。そして、その母材となる鋼板、具体的には熱延鋼板は、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織を有するものであればよく、その製造履歴については特に限定されない。しかし、その熱延鋼板は、従来にも増して低降伏比の溶接鋼管を確実に得る観点からは下記の条件で製造されたものを用いるのが望ましい。

【0056】スラブの加熱温度; スラブの加熱温度は、以下の熱延が可能であれば特に制限されない。しかし、その加熱温度は、1100~1250℃の範囲とするのが好ましい。すなわち、スラブの加熱温度が1100℃未満であると、熱延後巻取りまでの水冷開始温度を確保するのが困難になりやすい。逆に、スラブの加熱温度が1250℃を超えると、粗粒組織となって靱性が低下するからである。

【0057】熱延仕上温度; 熱延仕上温度は、所望の低降伏比を得るためには、 $A_{r3}$ 点以上の温度域で熱延を終了し、次に示す条件での加速冷却処理が確実に実施できるようにするのが望ましい。なお、この熱延仕上温度は、より優れた靱性を確保する観点からは、 $A_{r3}$ 点~( $A_{r3}$ 点+100)℃とするのが好ましい。

【0058】加速冷却処理; 加速冷却処理は、熱延終了後の鋼板を、その温度が600℃前後になるまで緩冷却する前段冷却と、その後巻取温度までに急冷却する後段冷却の2段階に分けて行われる。しかし、熱延終了後の冷却開始温度が( $A_{r3}$ 点+30)℃よりも高く、かつ前段冷却での冷却速度が10℃/sよりも速いと、軟質相であるフェライトが十分成長せず、所望の低降伏比が得難くなる。このため、冷却開始温度は( $A_{r3}$ 点+30)℃以下、前段冷却での冷却速度は10℃/s以下とするのが望ましい。

【0059】また、ベイナイト相あるいはマルテンサイ

ト相の硬さを確保して低降伏比とするためには、後段冷却での冷却速度を速くして、低温まで冷却する必要がある。しかし、後段冷却での冷却速度が10℃/s未満であり、かつ冷却停止温度が550℃を超えると、十分に硬さの硬いベイナイト相あるいはマルテンサイト相が生成せず、所望の低降伏比が得難くなる。このため、冷却停止温度は550℃以下、後段冷却での冷却速度は10℃/s以上とするのが望ましい。

【0060】なお、後段冷却での冷却速度は、10℃/s以上であれば速ければ速いほどよく、その上限は特に制限されない。しかし、良好な平坦度を有する熱延鋼板を高い生産性をもって製造するためには、その冷却速度の上限は50℃/s未満とするのが好ましい。

【0061】すなわち、例えば前述した特開昭58-71337号公報に示されるように、Crを含有しないか、含有したとしてもその含有量の少ない素材鋼を用いる従来技術では、後段冷却を50℃/s以上というような高速の冷却速度で行い、かつ冷却停止温度を可及的に低くして300℃以下で巻取る必要がある。従って、この場合には、巻取り温度が低温であるので、生産性が低下するのに加え、得られた熱延鋼板の平坦度が劣化する。

【0062】これに対し、本発明で用いる素材鋼は、1~3%のCrを含有しているために焼入性がよく、高強度な硬質相が容易に得られる。このため、上記したように、後段冷却の冷却速度を低くできるのに加え、冷却停止温度を可及的に高くすることができる。この結果、本発明では、良好な平坦度を有する熱延鋼板を高い生産性をもって製造することが可能になるのである。しかし、後段冷却での冷却速度を50℃/s超にすると、その製造ラインの構造上、巻取り温度が低温となって平坦度が劣化する。このことから、後段冷却での冷却速度の上限は、50℃/s未満とするのが好ましいのである。

【0063】上記各条件のもとで熱延を行って得られ、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織で、従来の熱延鋼板に比べてより低降伏比の熱延鋼板は、高出力の高周波加熱併用レーザ溶接法により製管溶接されて溶接鋼管とされる。

【0064】製管溶接; 製管溶接は、得られた低降伏比の熱延鋼板を常法によってオープンパイプ状に連続的に成形し、オープンパイプ状に成形された熱延鋼板の両端部の端面が相互に当接する突き合わせ部に、レーザビームを照射して溶融衝合溶接される。この時、溶接部には靱性の改善や耐食性の向上を目的に、溶接材料を用いてAl、Ti、CuおよびNiなどの成分を添加する必要は特にないが、これらの成分を添加してもよい。

【0065】なお、製管溶接は、レーザ溶接法を用いる限りその条件は特に制限されない。しかし、微小な溶接欠陥の発生防止して溶接部の耐HIC性と耐SSC性の



向上並びに高靱性化を図る一方、ERW法と同等の能率で製管溶接する観点からは、本発明者らが先に開発提案した前述の特開平8-118050号公報および特開平8-120346号公報に示される方法、すなわち高周波加熱併用レーザー溶接法を用いて製管溶接するのが望ましい。

【0066】すなわち、母材鋼板の肉厚を $t$  (mm)、レーザー出力を $P$  (kW)、溶接速度を $V$  (m/min)、鋼板端面の予熱温度を $T$  (°C)、室温を $T_0$  (°C)としたとき、下記(1)式と(2)式を同時に満

たす条件で製管溶接することである。

【0067】

$$V \geq 2 \quad \dots (1)$$

$$P \geq 0.4 V t / e^{a(T-T_0)} \quad \dots (2)$$

ただし、 $a=0.0006$

この場合、レーザービームを照射する溶接部は、HeやArなどの不活性ガスを用いてシールドすることでプラズマの発生を防止することが肝要である。

【0068】上記の(1)式と(2)式を同時に満たす条件のもとに製管溶接する場合は、これも本発明者らが先に開発提案した特開平5-228660号公報に示される方法、すなわち合わせ部に管外面側に開脚するV溝を形成させか否かにかかわらず、正常な溶け込み形状を有する靱性に優れた溶接部を得ることができる。

【0069】上記の(1)式は、溶接速度 $V$ が2m/min未満の場合、上記の特開平5-228660号公報に示されるV溝の形成有無、レーザー出力 $P$ および母材の肉厚 $t$ とはほぼ無関係に、溶融金属部の溶接後の冷却速度が低下し、溶接部の結晶粒が粗大化して肉厚方向に延在する柱状晶組織となって溶接部のとけ込み形状がワインカップ状になることを示している。そして、溶接部の溶け込み形状がワインカップ状になると、製管溶接後にその溶接部にたとえ後熱処理を施しても、溶接部の靱性が回復しない場合がある。

【0070】なお、高周波誘導加熱手段を用い、溶接部に対してワインカップ状に対応した幅広の加熱域をもって後熱処理を施すと、溶接金属中心部の温度が高くなりすぎて組織が粗粒化し、溶接部の靱性が低下する。

【0071】また、上記(2)式は、突き合わせ部に照射すべきレーザービームの出力 $P$ が不十分であると、無欠陥溶接が不可能になることを示しており、そのレーザー出力 $P$ は、母材の肉厚 $t$ 、溶接速度 $V$ および予熱温度 $T$ で決定される一定値以上の出力が必要であることを示している。

【0072】なお、上記(2)式を満たすレーザー出力 $P$ を確実に確保するには、その出力が5kW程度である従来のレーザー発振器では不十分で、少なくとも25kW級の大出力レーザー発振器が必要である。

【0073】上記した条件のもとに製管溶接する場合には、ERW法と同等の溶接速度でもって正常な溶け込み

形状を有し、溶接欠陥のない溶接部を備えた低降伏比の溶接鋼管をえることができる。

【0074】なお、その突き合わせ部に管外面側に開脚するV溝を形成させ、このV溝底部にさらなる大出力のレーザービームを照射して溶融衝突溶接する場合には、より一層高速での製管溶接が可能になることはいうまでもない。

【0075】シーム熱処理；上記のようにして製管溶接された溶接鋼管の溶接金属部と溶接熱影響部には、後熱処理を施す必要がある。その理由は、レーザー溶接の特徴である急速冷却のため、溶接ままでは溶接金属部と溶接熱影響部が粗粒かつマルテンサイトやベイナイト組織になっていて靱性が不芳であるので、その靱性回復を図るためである。

【0076】しかし、その際、加熱温度が $A_{c3}$ 点未満であると、その部分の組織がオーステナイト単相にならず、その粗粒組織を十分には破壊して所望の細粒組織を得ることができない。一方、加熱温度が1100°Cを超えると結晶粒が再び粗粒化してしまう。特に、Cの含有量が0.12%を超えると鋼では、高温加熱による靱性劣化が著しくなる。このため、その加熱温度は、 $A_{c3}$ 点～1100°Cとするのが望ましい。

【0077】そして、上記温度域への加熱後、直ちに急冷する。この急冷により、溶接部の強度低下が防止され、また所望の低降伏比を確保するのに適した複合組織が得られる。なお、上記の急冷は、加速冷却を適用するのが好ましく、その加速冷却条件としては、上記熱延鋼板製造時における加速冷却条件と類したものであることが望ましい。具体的には、600°C前後までの前段冷却を10°C/s未満の冷却速度で、600°C前後から500°C以下、望ましくは400°C前後までの後段冷却を10°C/s以上の冷却速度で行うことである。

【0078】さらに、上記の加速冷却後、必要に応じて焼戻処理を施してもよい。この焼戻処理を施す場合は、溶接部の軟化を図ることができ、溶接部の靱性がより一層改善される。ただし、焼戻温度が500°C未満であると、材料が軟化せず、焼戻処理の効果が得られない。一方、焼戻温度が750°Cを超えると、部分的にオーステナイト変態が生じ、所望の強度が得られなくなる。このため、加速冷却後に焼戻処理を施す場合の加熱温度は、500～750°Cとするのが望ましい。

【0079】なお、硬度の均一化とより一層の低降伏比を得ることを優先したい場合は、焼戻処理を省略するのが好ましい。

【0080】

【実施例】Cr含有量の種々異なる表2に示す化学成分を有する14種類の素材鋼を溶製し、これらを連続鋳造して厚さ212mm、幅1600mm、長さ5000mmの熱延用のスラブを得た。次いで、得られた各スラブを、表3に示す種々の製造条件で熱延し、種々異なる肉

13

厚(5.6mm~16.1m)の熱延鋼板を製作準備した。

【0081】なお、熱延鋼板の製造条件のほとんどは、低降伏比を得るために前段冷却での冷却速度を遅くし、後段冷却での冷却速度を速くして、軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織が確実に得られるようにした。また、一部の素材\*

14

\*鋼製のスラブについては、比較のため、前段冷却での冷却速度を速くするか、もしくは後段冷却の冷却速度を遅くし、加速冷却での冷却速度の影響を調べた。

【0082】得られた熱延鋼板の組織と機械的性質を、表3に、熱延鋼板の製造条件と併せて示した。

【0083】

【表2】

表 2

鋼種	化 学 成 分 (重量%)								区 分
	C	Si	Mn	P	S	Cr	sol-Al	その他	
A	0.08	0.35	1.01	0.018	0.008	<u>0.74</u>	0.024	—	従 来 例
B	0.08	0.34	1.00	0.018	0.008	<u>0.90</u>	0.025	—	従 来 例
C	0.08	0.34	1.02	0.018	0.008	1.04	0.025	—	本発明例
D	0.08	0.34	1.01	0.018	0.006	1.25	0.025	—	本発明例
E	0.06	0.25	1.44	0.012	0.010	<u>0.82</u>	0.033	Nb=0.041、Ti=0.025	従 来 例
F	0.08	0.25	1.44	0.012	0.010	1.10	0.034	Nb=0.041、Ti=0.025	本発明例
G	0.08	0.25	1.44	0.012	0.011	1.52	0.033	Nb=0.041、Ti=0.025	本発明例
H	0.06	0.11	1.19	0.007	0.001	<u>0.92</u>	0.046	Cu=0.30、Ni=0.18 Nb=0.041、V=0.045 Ti=0.015、Nb=0.20 B=0.0002	従 来 例
I	0.06	0.11	1.19	0.007	0.001	1.21	0.046	Cu=0.30、Ni=0.18 Nb=0.041、V=0.045 Ti=0.015、Nb=0.20 B=0.0002	本発明例
J	0.14	0.20	0.80	0.024	0.016	1.52	0.032	Nb=0.13	本発明例
K	0.16	0.45	0.72	0.027	0.015	1.52	0.054	V=0.29	本発明例
L	0.07	0.18	0.72	0.027	0.015	2.24	0.027	Nb=0.052	本発明例
M	0.13	0.48	1.14	0.025	0.008	—	0.028	—	従 来 例
N	0.06	0.24	1.30	0.025	0.006	—	0.028	Nb=0.035、Ti=0.024	従 来 例

注1) 残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

注2) — は、本発明の範囲外であることを示す。

【0084】

※ ※【表3】

表 3

鋼種	鋼板No	鋼の Ar <sub>3</sub> 点 (℃)	熱延鋼板の製造条件					熱延鋼板の組織と機械的性質				区 分
			加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	冷却開始 温度(℃)	巻取温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	組織	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	
A	A1	783	1200	830	800	450	5→12	F+B	421	513	82	従来例
B	B1	791	1200	830	800	450	5→12	F+B	425	531	80	従来例
C	C1	789	1200	830	800	450	5→12	F+M	432	558	78	本発明例
D	D1	786	1200	830	800	450	5→12	F+M	440	586	75	本発明例
E	E1	784	1200	800	770	400	8→15	F+M	495	589	84	従来例
F	F1	760	1200	800	770	400	8→15	F+M	480	615	78	本発明例
G	G1	753	1200	800	770	400	8→15	F+M	483	710	68	本発明例
H	H1	751	1200	770	740	400	8→10	F+M	564	687	82	従来例
I	I1	748	1200	770	740	400	8→10	F+M	580	753	77	本発明例
J	J1	789	1200	800	770	480	5→10	F+M	455	632	72	本発明例
K	K1	780	1200	800	770	480	5→10	F+M	461	606	76	本発明例
L	L1	797	1200	850	810	500	5→12	F+M	472	694	68	本発明例
M	M1	779	1200	800	770	200	5→30	F+M	442	701	63	従来例
N	N1	787	1200	830	800	250	5→30	F+M	470	734	64	従来例
C	C2	789	1200	830	800	550	3→6	F+P	440	500	88	比較例
F	F2	780	1200	800	770	400	25→15	M+B	534	821	86	比較例
H	H2	751	1200	800	770	450	20→10	B	551	848	85	従来例

注1) Ar<sub>3</sub>点は下式による計算値である。

$$Ar_3 = 910 - 310 \cdot \%C - 80 \cdot \%Mn - 20 \cdot \%Cu - 55 \cdot \%Ni - 15 \cdot \%Cr - 80 \cdot \%Mo$$

注2) 冷却速度欄の左方値は600℃までの平均冷却速度、

右方値は600℃以後の巻取までの平均冷却速度である。

注3) 組織欄のFはフェライト、Bはベイナイト、Mはマルテンサイト、  
Pはパーライトである。

注4) — は、本発明の範囲外であることを示す。

【0085】表3に示すように、得られた熱延鋼板の降伏比は、Crを除く他の成分含有量がほぼ同じである熱延鋼板(鋼板No. A1~B1とC1~D1、E1とF1~G1およびH1とI1)を対比すると、Cr含有量が1%未満である従来の熱延鋼板よりも、本発明で規定する範囲内のCrを含有する熱延鋼板の方が低降伏比であることがわかる。

【0086】また、鋼板No. L1とN1との対比から明らかなように、本発明で規定する範囲内のCrを含有する素材鋼は、後段冷却での冷却速度を遅くして巻取温度を高くしても、低降伏比の熱延鋼板が得られることがわかる。

【0087】ただし、後段冷却での冷却速度が遅すぎたり、前段冷却での冷却速度が速すぎると、パーライトの析出した組織やマルテンサイト単相に近い組織になり、低降伏比の熱延鋼板が得られないことがわかる(鋼板No. C2およびF2参照)。

【0088】次いで、これらの熱延鋼板を適宜な幅にスリットし、スリット後の熱延鋼板を母材にして製管溶接を行って肉厚t(mm)と外径D(mm)との比t/Dが種々異なる溶接鋼管を製造した。

【0089】製管溶接は、母材の熱延鋼板を常法に従ってオープンパイプ状に成形し、オープンパイプ状に成形された熱延鋼板の両端面が相互に当接する突き合わせ部の管外面に、その上方からレーザービームを垂直に照射することにより行った。

【0090】この際、溶接部は、Heガスを用いてシールドした。また、レーザー発振器としては、集光前のビーム径が50.8mm、ミラー(放物面鏡)の焦点距離が381mmである最大出力25kWの炭酸ガスレーザー\*50

\*振器と、集光前のビーム径が30mm、ミラー(放物面鏡)の焦点距離fが151mmである最大出力5kWの炭酸ガスレーザー発振器との2種類を用い、熱延鋼板の肉厚t(mm)に応じて使い分けた。そして、集光後のレーザービームの焦点は、いずれの場合も、突合せ部の管外表面に設定した。さらに、オープンパイプ状に成形された熱延鋼板の両縁部は、高周波加熱手段を用いて種々の温度に予熱した。

【0091】なお、一部の熱延鋼板については、比較のために窒素ガスで溶接部をシールドしつつERW法によって製管溶接した。

【0092】製管溶接後の溶接鋼管の溶接金属部と溶接熱影響部には、後熱処理として、1050℃加熱→水冷→700℃加熱→空冷の焼入れ焼戻し処理(シームQT…①)もしくは、950℃加熱→水冷の焼入れ処理(シームQT…②)を、高周波誘導方式のシームアニールを用いて施した。なお、いずれの熱処理も、加熱時の昇温速度は60℃/s、水冷時の冷却速度は30℃/s、空冷時の冷却速度は6℃/sとした。

【0093】そして、得られた溶接鋼管の溶接部の健全性を調べるため、各溶接鋼管の軸長方向の一部から中央に溶接部が位置する円弧状の試験片を採取し、この試験片の両端片を半径方向に折りたたむ偏平試験を行い、溶接部に脆性破壊が認められた場合を「不良」、認められなかった場合を「良好」として評価した。

【0094】また、上記の偏平試験結果が「良好」であった溶接鋼管については、その母材部と溶接部から引張試験片を切り出し採取し、引張試験を行って引張強さTS(MPa)と降伏応力YS(MPa)を調べて降伏比YR(%)を求めた。

【0095】引張試験は、ラインパイプのスペックとして一般的なAPI（米国石油協会）規格の5Lに規定されたStrip試験片を用い、当該規格の規定に準拠して行った。なお、API規格の5Lには、溶接部については一般に引張強さのみを調べる規定であるが、本実施例においては降伏応力をも調べ、溶接部の降伏比を求め\*

た。

【0096】これらの結果を、表4に、製管条件と併せて示した。

【0097】

【表4】。

表 4

試 番	鋼 板 No.	溶 接 手 段 方 法	出 力 (kW)	予 熱 温 度 (℃)	製 品 管 寸 法 (mm)	後 熱 処 理	偏 平 試 験	母 材 部			溶 接 部			区 分
								Y S (MPa)	T S (MPa)	Y R (%)	Y S (MPa)	T S (MPa)	Y R (%)	
1	A1	レーザ	25	900	406 12.7	3.1	◎	466	518	90	453	498	91	従 来 例
2	B1	レーザ	25	900	406 12.7	3.1	◎	473	532	89	463	514	90	従 来 例
3	C1	レーザ	25	900	406 12.7	3.1	◎	476	560	85	461	542	85	本 発 明 例
4	D1	レーザ	25	900	406 12.7	3.1	◎	480	585	82	466	555	84	本 発 明 例
5	C1	ERW	—	—	406 12.7	3.1	◎	—	—	—	—	—	—	比 較 例
6	D1	ERW	—	—	406 12.7	3.1	◎	—	—	—	—	—	—	比 較 例
7	E1	レーザ	25	1000	810 16.1	2.6	◎	518	595	87	502	570	88	従 来 例
8	F1	レーザ	25	1000	810 16.1	2.6	◎	509	621	82	503	606	83	本 発 明 例
9	G1	レーザ	25	1000	810 16.1	2.6	◎	585	715	79	564	705	80	本 発 明 例
10	F1	ERW	—	—	810 16.1	2.6	◎	—	—	—	—	—	—	比 較 例
11	G1	ERW	—	—	810 16.1	2.6	◎	—	—	—	—	—	—	比 較 例
12	H1	レーザ	25	1100	810 9.53	1.6	◎	573	690	83	549	670	82	従 来 例
13	I1	レーザ	25	1100	810 9.53	1.6	◎	589	755	78	585	741	79	本 発 明 例
14	I1	ERW	—	—	810 9.53	1.6	◎	—	—	—	—	—	—	比 較 例
15	J1	レーザ	5	900	406 5.6	1.4	◎	480	640	75	470	618	76	本 発 明 例
16	K1	レーザ	5	900	406 5.6	1.4	◎	480	623	77	474	608	78	本 発 明 例
17	L1	レーザ	5	900	406 5.6	1.4	◎	494	705	70	498	691	72	本 発 明 例
18	J1	レーザ	5	1100	406 5.6	1.4	なし	—	—	—	—	—	—	比 較 例
19	K1	レーザ	5	1100	406 5.6	1.4	なし	—	—	—	—	—	—	比 較 例
20	L1	レーザ	5	1100	406 5.6	1.4	なし	—	—	—	—	—	—	比 較 例
21	M1	ERW	—	—	406 12.7	3.1	◎	598	703	85	562	611	92	従 来 例
22	M1	ERW	—	—	508 12.7	2.5	◎	578	705	82	538	605	89	従 来 例
23	N1	ERW	—	—	406 9.53	2.3	◎	610	735	83	567	644	88	従 来 例
24	N1	ERW	—	—	508 9.53	1.9	◎	561	738	78	563	648	87	従 来 例

注1) 後熱処理欄の◎は1050℃加熱→水冷→700℃加熱→空冷、  
◎は950℃加熱→水冷、である。

注2) 偏平試験結果が不良のものは、引張試験を省略した。

注3) — は、本発明の範囲外であることを示す。

【0098】表4中、試番3、4、8、9、13、15、16および17が本発明例、試番試番5、6、10、11、14および18～20が本発明の比較例である。また、試番1、2、6、12および21～24は従来例で、そのうちの試番1、2、6および12は高周波加熱併用レーザ溶接法によったもの、試番21～24はERW法によったものである。

【0099】本発明の溶接鋼管（試番3、4、8、9、13、15、16および17）は、いずれの鋼管も、偏平試験結果が良好で健全な溶接部を備えるとともに、前述した表1に示す本発明で得ようとする目標値を満たす低降伏比を有していた。

【0100】これに対し、Cr含有が1%未満である素材鋼製の熱延鋼板を用い、本発明の溶接鋼管と同一条件で製造した従来の溶接鋼管（試番1、2、7および12）は、いずれの鋼管も、偏平試験結果が良好で健全な溶接部を備えるものの、本発明で得ようとする表1に示す目標値よりも高い降伏比であった。

【0101】また、本発明の溶接鋼管と同じ熱延鋼板を用い、ERW法によって製造した比較例の溶接鋼管（試番5、6、10、11および14）は、いずれの鋼管も、偏平試験で溶接に脆性破壊が発生し、健全な溶接部※50

※が得られなかった。これは、素材鋼のCr含有量が高いために、溶接部にCr酸化物を主体とした溶接欠陥が多く発生したためである。

【0102】さらに、本発明の溶接鋼管と同じ熱延鋼板を用い、大出力の高周波加熱併用レーザ溶接法で製管溶接した溶接鋼管であっても、溶接金属部と溶接熱影響部に後熱処理を施さない比較例の溶接鋼管（試番18～20）は、ERW法で製造した溶接鋼管と同様に、偏平試験で溶接部に脆性破壊が発生し、健全な溶接部が得られなかった。これは、溶接部の組織が靱性に乏しい粗粒のマルテンサイト組織になったためである。

40 【0103】また更に、Crを含有しない素材鋼製の熱延鋼板（鋼板No. M1とN1）を母材とし、ERW法によって製造した従来の溶接鋼管（試番21～24）は、いずれの鋼管も、偏平試験結果が良好で、かつ母材部の降伏比は低いものの、溶接部の降伏比が本発明で得ようとする表1に示す目標値よりも高かった。これは、後熱処理によって溶接部の硬度と引張強さが著しく低下するのみならず、管円周方向の強度の均一性が損なわれるためである。

【0104】なお、試番21～24の溶接鋼管は、データの記載は省略するが、その溶接金属部と溶接熱影響部

に後熱処理を施さなくても、素材鋼がCrを含有せず焼入れ性に乏しいので、溶接部の組織が比較的細粒となり、靱性が良好なために偏平試験結果は良好であった。しかし、母材部と溶接部の降伏比は、いずれも本発明で得ようとする目標値を満足しなかった。

【0105】上記の結果からわかるように、1～3%のCrを含有し、その組織が軟質のフェライト相と硬質のベイナイトあるいはマルテンサイト相を含む複合組織である熱延鋼板を母材とし、これを大出力の高周波予熱レーザ溶接法を用いて製管溶接するとともに、その溶接金属部と溶接熱影響部に後熱処理を施す場合には、従来にも増して低降伏比を有する溶接鋼管が得られること明らかである。

【0106】

【発明の効果】本発明によれば、健全な溶接部を有し、母材部と溶接部との降伏比がほぼ同じである従来の溶接鋼管にも増してより低降伏比の溶接鋼管を提供することが可能である。従って、本発明の溶接鋼管を用いてパイプラインあるいは建築構造物を構築する場合には、その安全性が一段と向上する。

【0107】また、本発明の製造方法によれば、上記の低降伏比溶接鋼管を高能率に製造できるので、その製造コストの低減を図ることが可能である。

---

フロントページの続き

(72)発明者 藤原 知哉

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内